中厚板表层超细晶对止裂性能的影响

马江南 [1] 王瑞珍 [2] 杨才福 [2] 查小琴 [1] 张利娟 [1]

1 洛阳船舶材料研究所 洛阳 471023

2 钢铁研究总院工程用钢所 北京 100081

摘 要 研究了返温轧制(TRRP)中厚钢板表层的组织特征及其对止裂性能的影响。力学性能测试结果表明，与传统的控轧控冷(TMCP)钢相比，TRRP 钢表层的韧、塑性较好，韧脆转变温度低至-100 ℃，而在 1/4 厚度处，两者性能差异不大。显微组织分析表明，TRRP 钢表层组织为等轴状铁素体晶粒+弥散分布的马氏体-奥氏体(M-A)组元，晶粒等效直径约 2 μm。通过数值模拟分析了 TRRP 工艺中间坯温度场的变化，发现中间坯冷却时，表层被冷却到相变温度以下，形成以贝氏体为主的组织，返温后轧制，表层组织发生动态再结晶形成超细晶。示波冲击测试表明，TRRP 钢表层试样启裂后，载荷-位移曲线斜率绝对值(k)由 0.66 降低到 0.27，与止裂相关的冲击吸收功达到 44.3 J，断口表层组织有明显的塑性变形，吸收了裂纹扩展的能量，有效地抑制了裂纹扩展。晶粒取向分析表明，TRRP 钢表层超细晶粒取向呈随机分布，晶界角度平均值和大角度晶界(＞15°)比例分别达到 32.8°和 69.8%，能够有效阻碍裂纹扩展。使用纳米压痕分析了实验钢的硬度，TRRP 钢表层的纳米压痕硬度统计分布集中在 2 GPa 以下，组织特征为少量的硬质相弥散分布在较软的铁素体基体上，相界面处萌生的裂纹在基体中不易扩展。

关键词 中厚板，返温轧制，表层超细晶，止裂，示波冲击

中图法分类号 TG142.1 **文章编号** 0412-1961(2017) 00-0000-00

Effect of Surface Layer with Ultrafine Grains on Crack Arrestability of Heavy Plate

MA Jiangnan [1], *WANG Ruizhen* [2], *YANG Caifu* [2], *ZHA Xiaoqin* [1], *ZHANG Lijuan* [1]

1 Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471023, China

2 Department of Engineering steels, Central iron and steel research institute, Beijing 100081, China

Correspondent: WANG Ruizhen, professor, Tel: (010)62182761, E-mail: wangruizhen@cisri.com

Manuscript received 2016-07-20，in revised form 2017-01-11

ABSTRACT Temperature reverting rolling process (TRRP) is a newly developed technology for producing heavy steel plate with ultrafine grained surface layer. With hybrid structures along thickness direction, TRRP steel plate has excellent fracture toughness with crack arrestability which arouses interest recently. However, the crack arrest mechanism of the surface layer is still unclear to date. In this work, two types of steel plate produced by TRRP and traditional thermos-mechanical control process (TMCP) were studied in order to get a comprehensive understanding of the crack arrest mechanism. The mechanical property tests demonstrate that the toughness of surface layer of TRRP steel is significantly higher than that of TMCP steel, while the mechanical properties at 1/4 thickness position of the two types are quite close. It’s worth noting that ductile-brittle transition temperature of the TRRP steel surface layer is as low as -100 ℃. Microstructure analysis of the TRRP surface layer shows a coexistence of equiaxed ferrite grains with grain sizes of about 2 μm and dispersed M-A constituent. Numerical simulation of the temperature field of TRRP intermediate slab reveals the microstructure forming process. First,

---

收稿日期 2016-07-20，**定稿日期** 2017-01-11

作者简介 马江南，男，1984 年生，博士

通讯作者 王瑞珍，wangruizhen@cisri.com，主要从事低合金钢和钒氮微合金化的研究

DOI 10.11900/0412.1961.2016.00316

the surface layer is cooled lower than phase transformation temperature, which results in the generation of bainite ferrite. Subsequently, dynamic recrystallization of ferrite takes place in rolling process and leads to the formation of ultrafine grains. Instrumental impact test at -60 ℃ shows that the crack propagation of TRRP steel is effectively inhibited after a steady developing stage. The morphological analysis of the cross section of fracture shows significant plastic deformation in the surface layer, which means crack propagation energy is absorbed. As a result, the crack propagation is efficiently arrested. The statistical study of the grain orientations in the surface layer of TRRP steel indicates a randomly distribution of the ultrafine grains, which can hinder the crack propagation effectively. The nano indentation test shows that the hardness distributions of TRRP steel are mainly below 2 GPa. This means the microstructure is characterized by a small amount of hard phase dispersing in soft matrix, thus the crack initiated at the interface of phases can hardly propagate.

KEY WORDS heavy plate，temperature-reverting rolling process，surface layer with ultra-fine grain，crack arrest，instrumental impact

中厚板是建造船舶的主要结构材料，要求具有良好的强度、韧性和焊接性能[1,2]，为了防止断裂事故，需考虑两个方面，一是防止裂纹的萌生，二是抑制裂纹的扩展。船舶建造中要进行大量的焊接，焊接部位缺陷较多，易形成裂纹源，并沿焊缝扩展，当裂纹扩展到母材时，能否抑制裂纹扩展就显得尤为重要。目前，采用控轧控冷工艺(TMCP)生产的中厚板被广泛用于船舶建造，相比传统的正火钢，TMCP 钢具有更好的强度和韧性的综合性能，然而目前常用的 TMCP 工艺通常需要进行加速冷却，钢板表层易形成马氏体或上贝氏体组织，其韧性较差，不利于钢板止裂。Ishikawa 等[3]开发了一种特殊的 TMCP 工艺，称之为返温轧制工艺(TRRP) [4]，其特点是在粗轧后将钢板表层加速冷却到加热时奥氏体相变开始温度(A_{C1})以下，然后停止冷却使表层返温，同时进行控制轧制，在钢板表层形成超细晶组织，从而大幅提高止裂性能。

关于表层超细晶的产生机理，Mabushi 等[5]认为，返温时钢板表层的铁素体相分数较高，铁素体在高温区变形，产生高密度位错，易发生回复和再结晶，从而细化晶粒。赵四新等[6]认为，在冷却和返温时，表层发生了过冷奥氏体-铁素体-奥氏体的相变过程，变形时发生形变诱导铁素体相变，同时在晶界和亚晶界析出的渗碳体钉扎晶界，抑制了铁素体晶粒长大。杜海军等[7]认为，晶粒细化是由于过冷奥氏体发生应变诱导铁素体相变，以及先共析铁素体的动态再结晶。本文作者前期的研究表明[8]，铁素体连续型动态再结晶是晶粒细化的主要机制，并且铁素体动态再结晶遵循亚晶转动形核机制。然而，表层超细晶对钢板止裂性能的影响机理还没有明确，需要进行重点研究。

本工作使用 TRRP 工艺试制了 65 mm 厚的表层超细晶钢板，同时采用传统 TMCP 工艺生产了同样厚度的钢板进行对比。使用光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)和电子背散射衍射(EBSD)分析了试样的组织和晶粒取向，利用轴向拉伸、系列温度冲击、示波冲击和纳米压痕等手段研究了超细晶组织对试样止裂性能的影响机理。

1 实验方法

实验用钢的化学成分(质量分数，%)为：C 0.07，Si 0.18，Mn 1.53，S 0.001，P 0.004，(Nb+V+Ti) 0.04，Fe 余量，钢水精炼后浇铸为 300 mm 厚的连铸坯。轧制分别采用 TRRP 和 TMCP 工艺进行。轧制前将钢板加热到奥氏体化温度，并保温 2 h，粗轧之后的工艺有所区别，TRRP 工艺下，中间坯进行加速冷却一定时间后出水，待钢板表面返温后进行精轧，称为 TRRP 钢；TMCP 工艺下，中间坯进行空冷，待温度降低后进行精轧，称为 TMCP 钢。精轧后都进行加速冷却，钢板最终厚度均为 65 mm。

从钢板表层取 4 mm×20 mm 矩形截面比例拉伸试样，从 t/4 (t 为钢板厚度)处取直径 10 mm、长 110 mm 的棒状拉伸试样，使用 WE-300B 型液压拉伸试验机，按照 GB/T 228-2002 进行拉伸性能测试。在钢板表层取 5 mm×10 mm×55 mm 的 V 型缺口冲击试样，使用 JBN-300B 冲击试验机，按照 GB/T229-2007 在-140~0 ℃的温度范围内进行 Charpy 冲击实验。使用 NI300C 型示波冲击试验机进行示波冲击实验，实验按照 GB/T 19748-2005 进行，实验温度为-60 ℃，记录载荷(能量)-位移曲线。取钢板横截面试样，经过机械研磨、抛光制成金相试样，用 4% (体积分数)硝酸酒精溶液腐蚀后，在 GX51 金相显微镜(OM)和 S-4300 冷场发射扫

描电镜(SEM)上观察显微组织。使用 QUANTA 650 FEG 热场发射扫描电镜上配置的 Nordlys F+型电子背散射衍射(EBSD)系统，分析晶粒取向和织构。使用 Nano Indenter G200 纳米压痕仪测试硬度，采用金相试样，抛光后用 3% (体积分数)硝酸酒精腐蚀 10 s，压头压入深度为 300 nm，接触速度为 20 nm/s，对每个样品测试 40 个点，每个点间距 15 μm。

2 实验结果

2.1 显微组织

图 1 为 TRRP 钢的显微组织。可见，钢板表层与心部呈现出明显不同的形貌(图 1a)；表层为超细晶组织，细晶层厚度约 6 mm(图 1b)；表层与内部的过渡组织为条带状的铁素体和贝氏体组织(图 1c)；心部为多边形铁素体+针状铁素体+M-A 的混合组织(图 1d)。

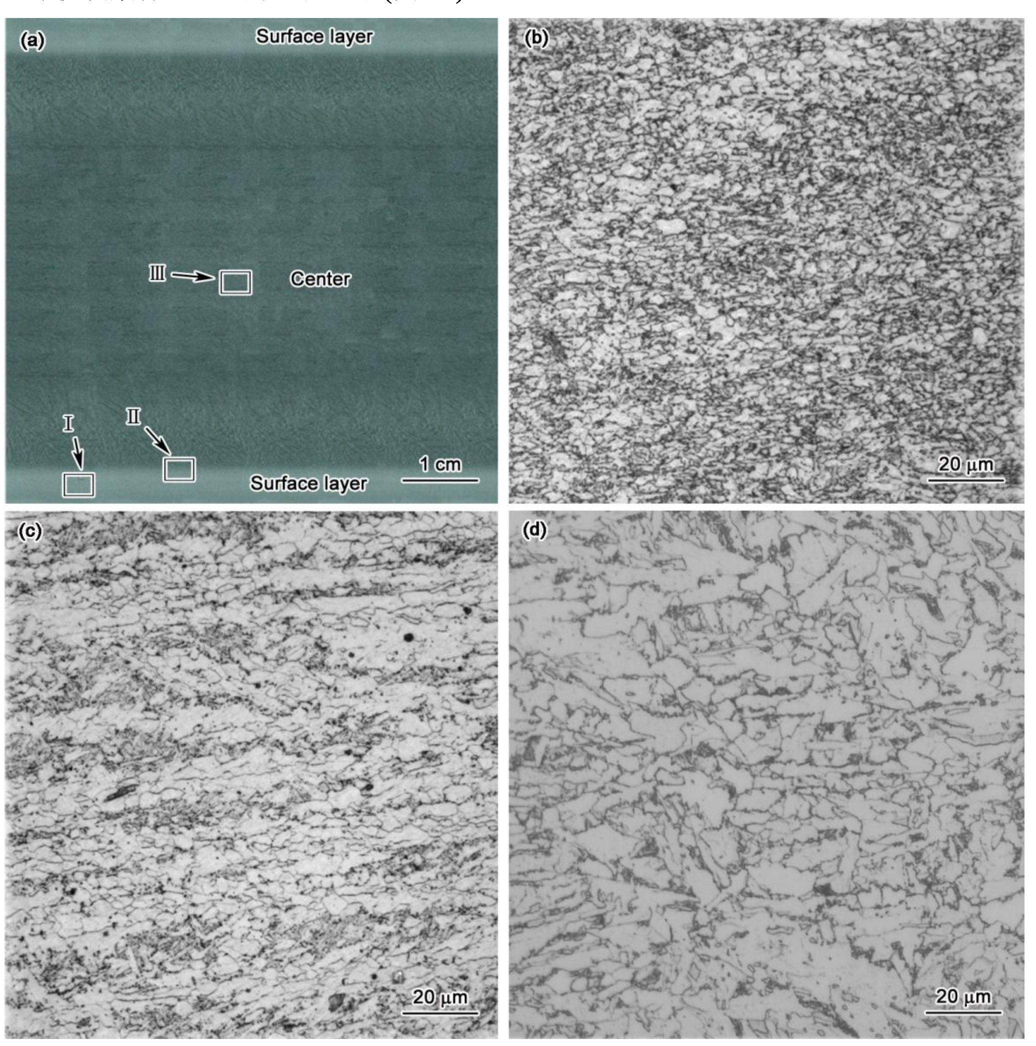


图 1 TRRP 钢的 OM 像

Fig.1 OM images of temperature reverting rolling process (TRRP) steel

(a) macrostructure (b) microstructure of region Ⅰ in Fig.1a

(c) microstructure of region Ⅱ in Fig.1a (d) microstructure of region Ⅲ in Fig.1a

使用 SEM 进一步分析 TRRP 和 TMCP 钢的显微组织，如图 2 所示。TRRP 钢表层组织以超细铁素体(UF)晶粒为主，弥散分布着一些细小的马氏体-奥氏体(M-A)组元，超细铁素体晶粒的平均等效直径约 2 μm (图 2a)；*t*/4 处组织以准多边形铁素体+针状铁素体为主(图 2b)。TMCP 钢表层组织以上贝氏体为主(图 2c)；*t*/4 处以多边形铁素体+针状铁素体为主(图 2d)，与 TRRP 钢类似。

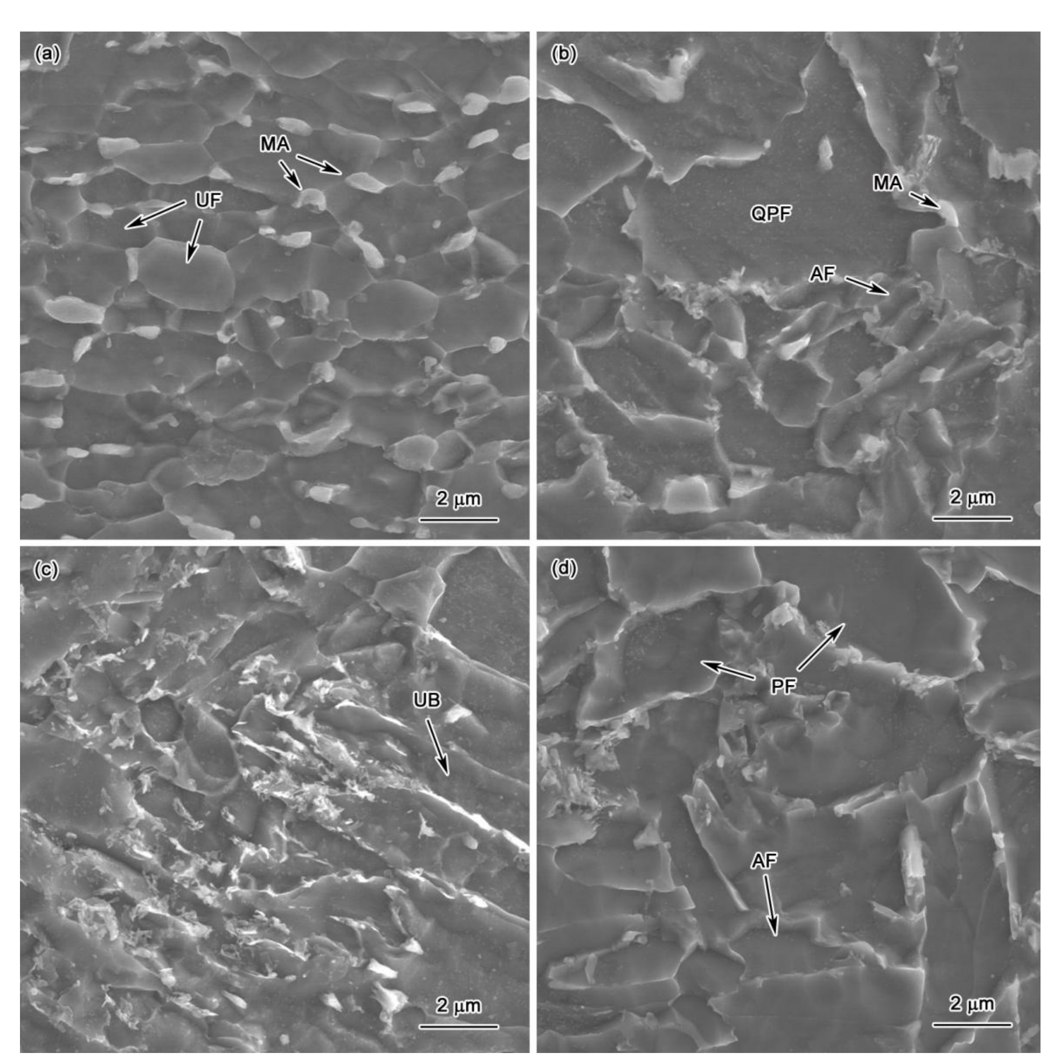


图 2 TRRP 钢和 TMCP 钢的 SEM 像

Fig.2 SEM images of surface layer (a, c)and *t*/4 (b, d) of TRRP (a, b) and TMCP (c, d) steels (UF—ultrafine ferrite, M-A—martensite-austenite, AF—acicular ferrite, QPF—quasipolygonal ferrite, UB—upper bainite，PF—polygonal ferrite， TMCP—thermo mechanical controlling process, *t*—thickness)

2.2 力学性能

TRRP 钢和 TMCP 钢的拉伸性能如表 1 所示。可见，在表层位置上，TRRP 钢的抗拉和屈服强度分别比 TMCP 钢低 31 和 64 MPa，而伸长率则比 TMCP 钢高 8%，与 TMCP 钢相比，TRRP 钢表层呈强度低、塑性好的特征。而在 *t*/4 处，TRRP 钢与 TMCP 钢的强度差值仅为 10~25 MPa，伸长率相同，性能差异不大。

表 1 TRRP 钢和 TMCP 钢表层和 *t*/4 处的拉伸性能

Table1 Tensile properties of surface layer and *t*/4 of TRRP and TMCP steels

Steel	R_m / MPa		R_{el} / MPa		A / %	
	Surface	*t*/4	Surface	*t*/4	Surface	*t*/4
TRRP	621	600	545	520	21.0	25.5
TMCP	652	610	609	545	13.0	25.5

Note：R_m—tensile strength, R_{el}—lower yield strength, A—elongation after fracture

TRRP 钢和 TMCP 钢表层位置的 Charpy 冲击实验结果如图 3 所示。可见，TRRP 钢和 TMCP 钢表层的韧脆转变温度分别为-100 和-80 ℃，TRRP 钢的冲击吸收功上、下平台都要比 TMCP 钢高约 10 J，并且在-100 ℃及以上温度范围的实验值离散性很小，即 TRRP 钢表现出更优异的冲击韧性。

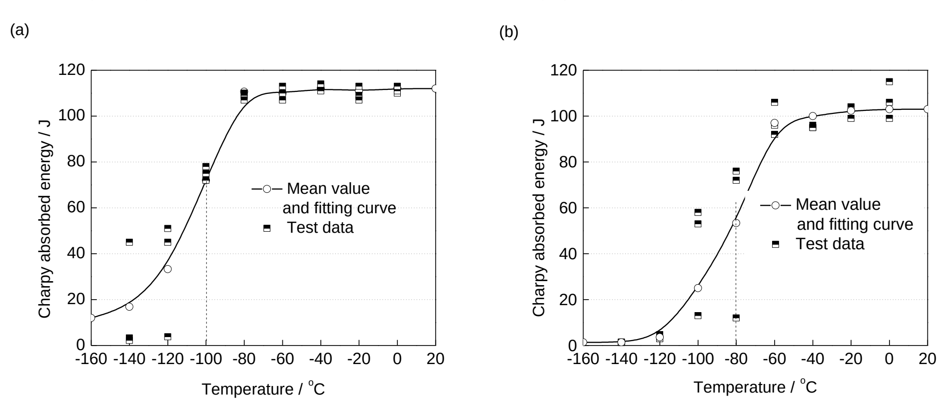


图 3 TRRP 钢和 TMCP 钢表层冲击吸收功随温度的变化

Fig.3 Charpy absorbed energy *vs* test temperature

(a) TRRP steel　(b) TMCP steel

3 分析讨论

3.1 超细晶层形成机理及厚度分析

Ishikawa 等[9]研究表明，TRRP 钢断裂时，表层超细晶组织发生塑性变形，形成剪切唇，这使钢板受力状态从平面应变向平面应力转化[10]，提高了裂纹失稳扩展的临界应力强度因子(K_{IC})，因此，超细晶层厚度对钢板的止裂性能有重要影响。

根据文献[11]所述方法对 TRRP 工艺的水冷返温过程进行数值模拟，并将中间坯温度场变化曲线与实验钢的过冷奥氏体连续冷却转变(CCT)曲线结合，分析超细晶的形成机理及其对厚度的影响，结果如图 4 所示。TRRP 工艺下，钢板表层经历了快速冷却和返温的过程，冷却时，钢板表层一定深度的范围(图 4 中阴影部分)被冷却到了形成超细晶的临界温度(T_{uf})以下，组织发生相变，形成以贝氏体为主的组织，随后在精轧过程中发生动态再结晶形成超细晶[8,12,13]。

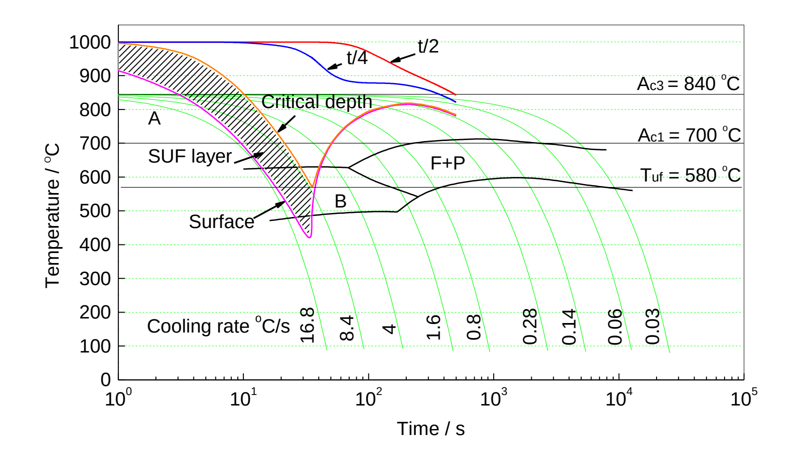


图 4 TRRP 钢中间坯水冷返温过程不同厚度位置的组织相变过程

Fig.4 Phase transformation behavior of microstructure through thickness of TRRP steel intermediate slab during water cooling and reverting (A—austenite, B—bainite, F—ferrite, P—pearlite, A_{C1}—austenite transformation beginning temperature during calefaction, A_{C3}—austenite transformation finish temperature during calefaction, T_{uf}—critical temperature for ultra-fine grain forming)

通过数值模拟来计算超细晶层的厚度，TRRP 工艺下，水冷结束时中间坯厚度方向上的温度分布如图 5 所示。根据文献[11]确定的超细晶形成临界温度 T_{uf}=580℃，对应的表层厚度为 11.6 mm，已知精轧累计压下量为 50%，假设表层细晶区域变形量为 60%，可得到最终钢板超细晶层厚度为 4.6 mm，这与实际观察到的超细晶层厚度接近。

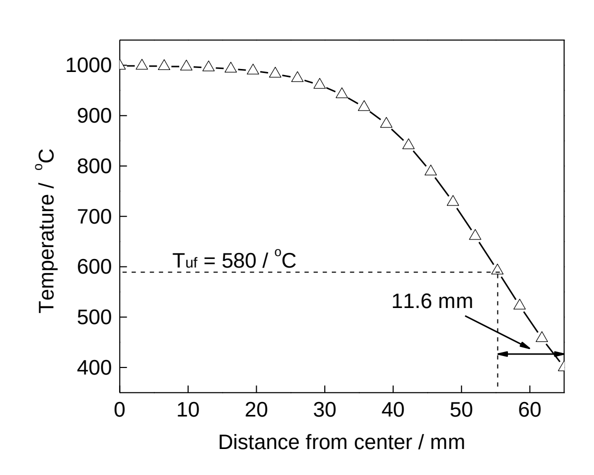


图 5 TRRP 钢中间坯在水冷结束时厚度方向的温度分布图

Fig.5 Temperature distribution along thickness of TRRP steel intermediate slab at the end of water cooling

3.2 超细晶组织止裂性能分析

Charpy 冲击实验得到的冲击吸收功是试样断裂过程中吸收能量的总和，由于各个阶段吸收能量的比例不同，韧脆特性不同的材料可能获得相同的冲击吸收功，所以，单凭冲击吸收功不能精确地表达材料的韧脆特性[14]。利用示波冲击实验，可以将冲击吸收功分解为裂纹启裂功和裂纹扩展功，材料的韧化一般表现为裂纹扩展功的提高[15,16]。具有止裂能力的材料，能够有效地抑制裂纹扩展，在裂纹扩展被抑制后，能够继续吸收裂纹扩展的能量，因此有研究者将裂纹扩展功分为韧性断裂吸收功，脆性断裂吸收功、和脆断终止后吸收功[17~20]。

TRRP 钢表层、TMCP 钢表层和 TMCP 钢 *t*/2 处的示波冲击位移-载荷曲线如图 6 所示。根据冲击载荷特征变化将冲击吸收功划分为裂纹启裂功 E_1、稳态扩展功 E_2、止裂/失稳扩展功 E_3 和止裂/失稳扩展后吸收功 E_4。TRRP 钢与 TMCP 钢表层试样的启裂和稳态扩展吸收功(E_1+E_2)分别为 67.9 和 65.2 J，相差不大。但在启裂后，两者的载荷-位移曲线有明显差异，TRRP 钢的载荷-位移曲线斜率绝对值 *k* 从稳态扩展阶段的 0.66 (图 6a)，降低到 0.27，与止裂相关的吸收功(E_3+E_4)达到 44.3 J，说明 TRRP 钢具有优异的止裂能力；而 TMCP 钢在稳态扩展阶段后发生失稳扩展(图 6b)，*k* 值从 0.54 增加到 1.07，与止裂相关的吸收功(E_3+E_4)仅为 18 J；TMCP 钢 *t*/2 处试样呈现脆性断裂(图 6c)，启裂后直接失稳扩展，整个断裂过程的冲击吸收功仅为 9J。

TRRP 钢表层、TMCP 钢表层和 TMCP 钢 *t*/2 处示波冲击试样的断口和截面形貌如图 7 所示，其中图 7a、d 和 g 为断口宏观形貌，图 7b、e 和 h 分别为图 7a、d 和 g 中框线部分的放大像，图 7c、f 和 i 为断口截面形貌。TRRP 钢(图 7b)和 TMCP 钢(图 7e)表层试样断口都呈韧窝形貌，但 TRRP 钢的韧窝尺寸明显小于 TMCP 钢。从断口截面上可以看到，TRRP 钢表层断面上的组织发生明显的塑性变形(图 7c)，组织的塑性变形能够吸收裂纹扩展的能量，并抑制韧窝的扩展。TMCP 钢 *t*/2 处的断口呈解理形貌(图 7h)，有二次裂纹从断口表面深入到组织的内部(图 7i)，说明组织呈脆性，因而在示波冲击实验中启裂后即发生失稳扩展。

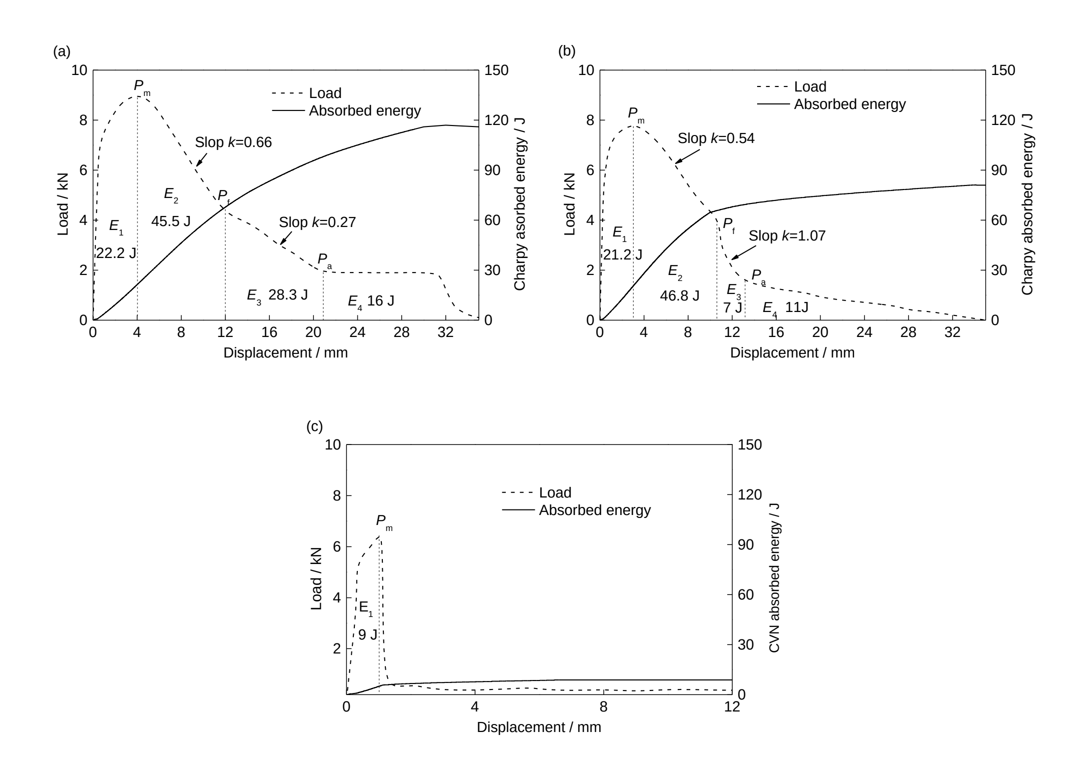


图 6 TRRP 钢表层、TMCP 钢表层和 TMCP 钢 $t/2$ 处-60 ℃的示波冲击曲线

Fig.6 Curves of load and absorbed energy vs hammer displacement at -60 ℃ (E_1—crack initiation absorbed energy, E_2—crack steady propagation absorbed energy, E_3—crack arrest/collapse absorbed energy, E_4—post crack arrest/collapse absorbed energy, P_m—max load, P_f—load at the beginning of crack arrest/collapse, P_a—load at the end of crack arrest/collapse)

(a) surface layer of TRRP steel (b) surface layer of TMCP steel (c) t/2 of TMCP steel

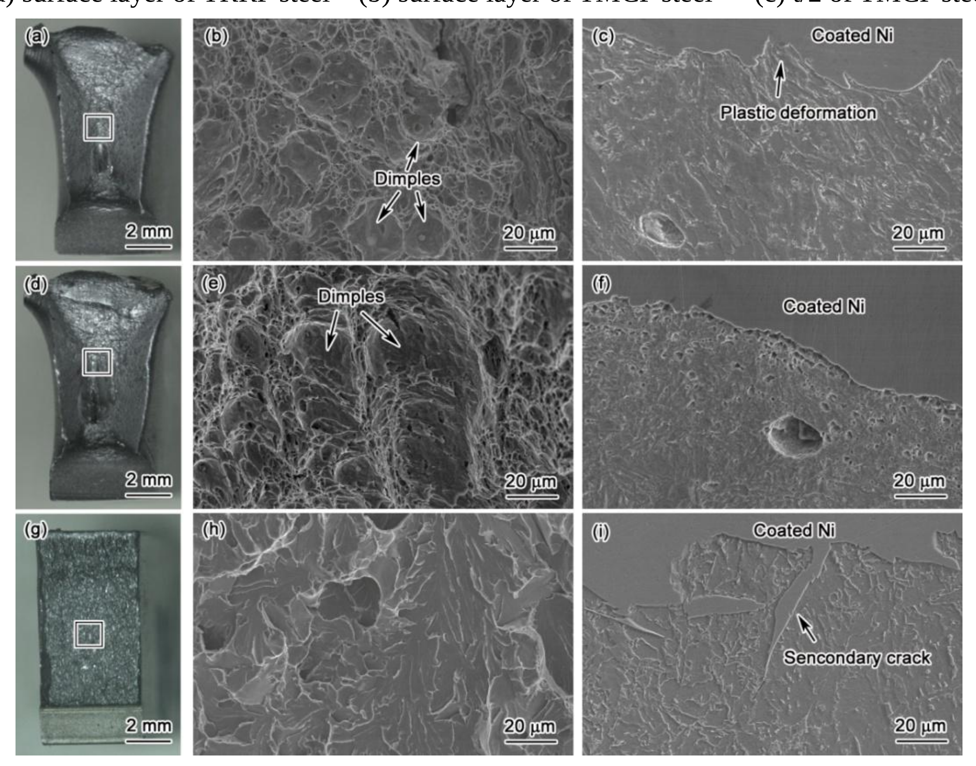


图 7 TRRP 钢表层、TMCP 钢表层和 TMCP 钢 *t*/2 处示波冲击断口形貌

Fig.7 Fractographs of instrumented impact samples (Fig.7b,e and h are magnified images of marked area in Fig.7a, d and g. Fig.7c ,f and i are cross section images of fracture)

(a~c) surface layer of TRRP steel (d~f) surface layer of TMCP steel (g~i) *t*/2 of TMCP steel

3.3 晶粒取向分布对止裂性能的影响

图 8 是实验钢的反极图(IPF)取向成像图。可见 TRRP 钢表层超细晶粒取向呈随机分布(图 8a)，而 TMCP 钢表层晶粒存在明显的择优取向(<101>//轧面法向，图 8b)。统计了实验钢的晶粒取向，得到取向分布函数图，见图 9。TRRP 钢表层晶粒取向密度最大值只有 4.78，可认为其不存在织构，而 TMCP 钢的晶粒取向密度达到了 24.6，形成了强烈的 Gauss 织构(110)[001]，Gauss 织构是常见的奥氏体轧制织构[21,22]，说明 TMCP 钢热轧时表层形成了 Gauss 织构，并遗传到最终的组织中，Gauss 织构会导致各向异性，对韧性不利。

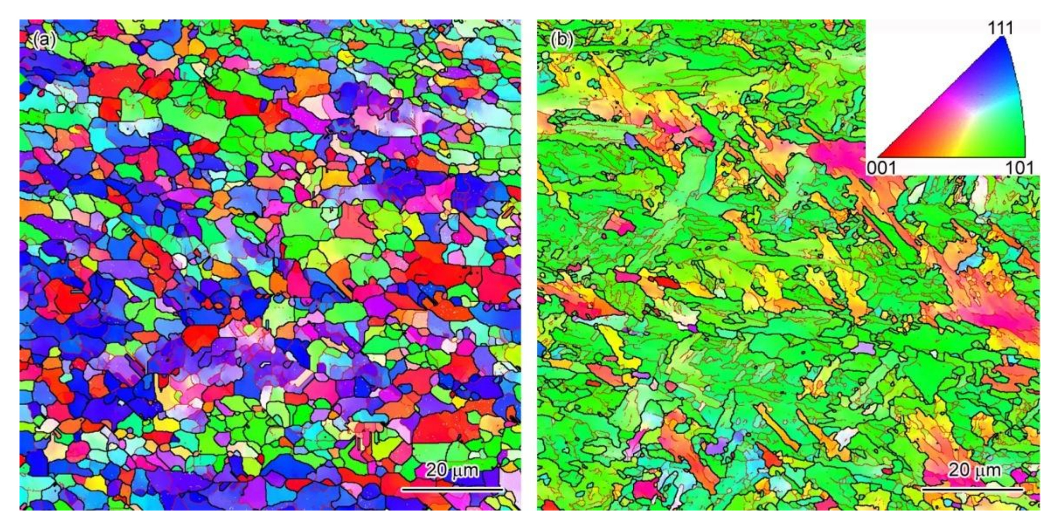
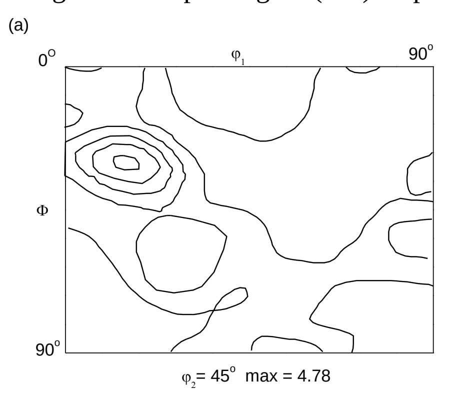


图 8 TRRP 钢和 TMCP 钢表层组织的反极图取向成像图

Fig.8 Inverse pole figure (IPF) maps of surface layer of TRRP steel (a) and TMCP steel (b)



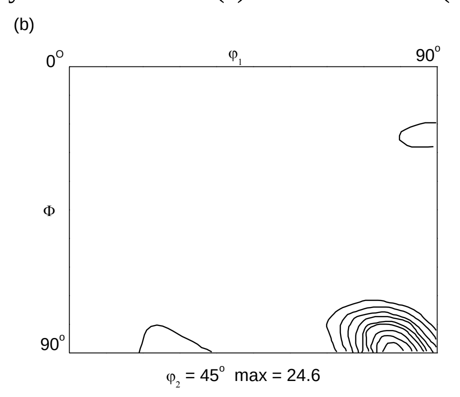


图 9 TRRP 钢和 TMCP 钢表层组织的取向分布图

Fig.9 Orientation distribution function (ODF) maps of surface layer of TRRP (a) and TMCP (b) steel (*Φ*, φ_1, φ_2—Euler angles)

TRRP 钢和 TMCP 钢表层的 EBSD 图和晶粒取向差分布统计结果如图 10 所示。可见，TRRP 钢表层组织的晶界角度平均值为 32.8°、大角度晶界(>15°)分数为 69.8%，而 TMCP 钢的晶界角度平均值和大角度晶界分数分别为 27.2°和 44.9%，明显小于 TRPR 钢。有研究[23~25]表明钢的韧脆转变温度对晶界角度平均值和大角度晶界分数敏感，晶粒间存在大角度晶界能够提高材料阻止脆性断裂的能力，这也解释了为何 TRRP 钢表层组织的韧脆转变温度要低于 TMCP 钢。

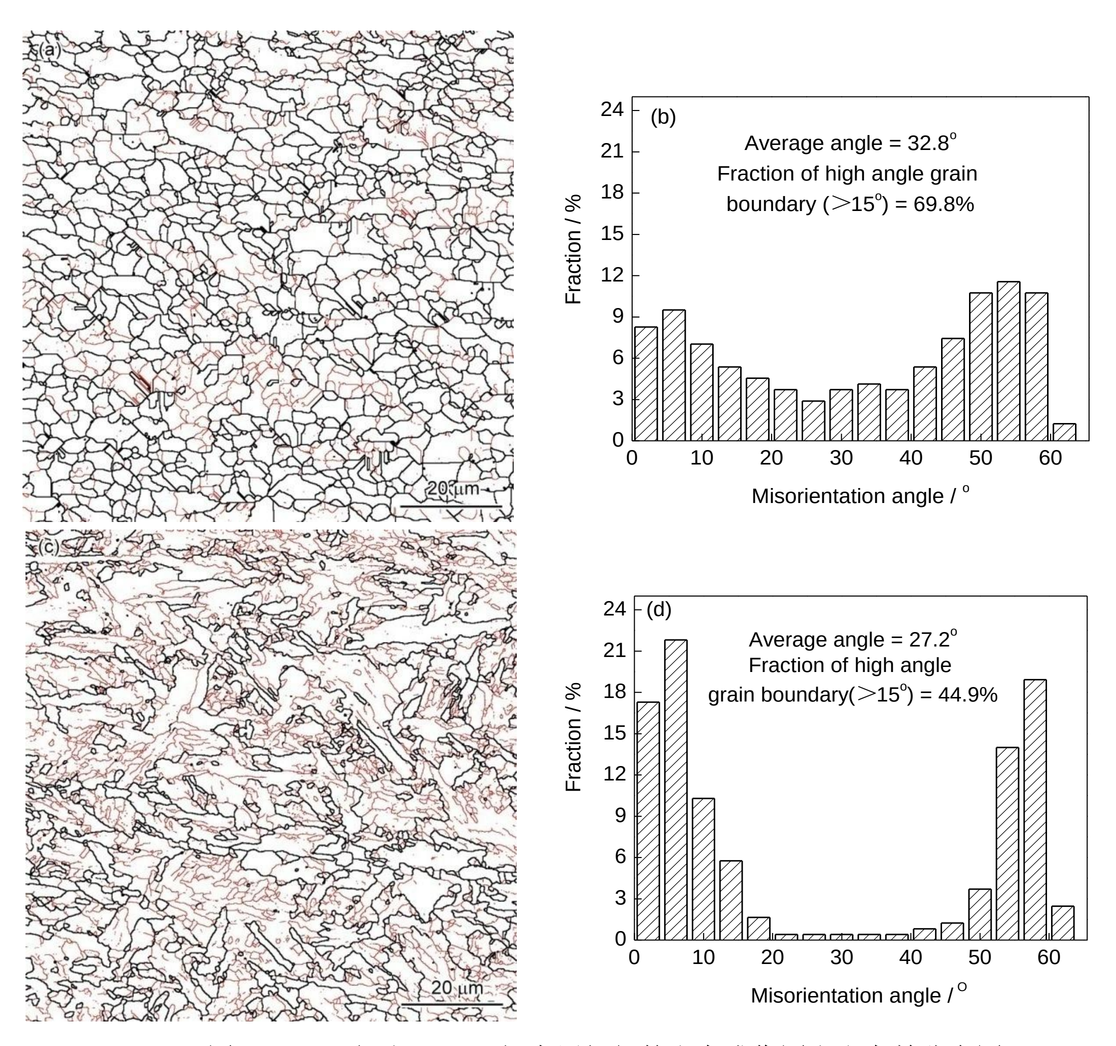
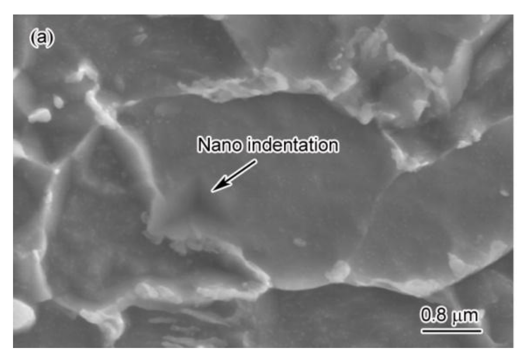


图 10 TRRP 钢和 TMCP 钢表层组织的取向成像图和取向差分布图

Fig.10 Misorientation maps (a, c) and misorientation angle distribution diagrams (b, d) of surface layer of TRRP steel (a, b) and TMCP steel (c, d)

3.4 相成分对止裂性能的影响

实验钢表层组织存在多种相成分，硬质的 M-A 相与基体相之间存在硬度差，相界面处存在应力，易成为裂纹的起源，为了分析相成分对止裂性能的影响，对实验钢的表层组织进行纳米压痕测试。图 11a 是用 SEM 观察的 TRRP 钢样品上残余的纳米压痕位置，可以看出压痕位于超细晶粒上。图 11b 是 TMCP 钢的纳米压痕样品的显微组织，可见纳米压痕分析区域为上贝氏体组织，压痕位于贝氏体板条上。



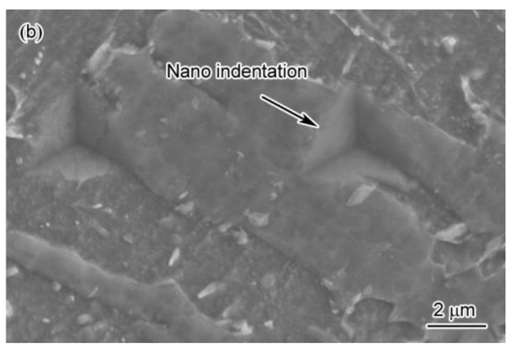
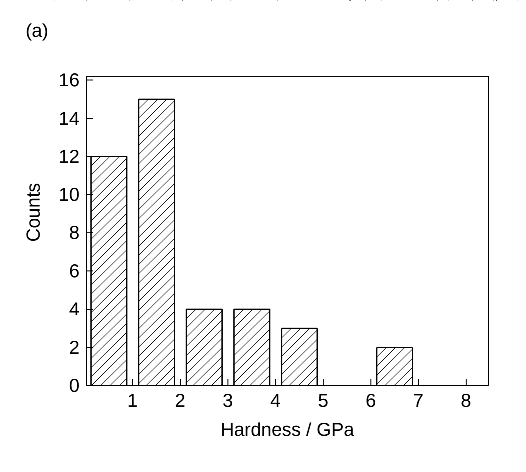


图 11 TRRP 钢和 TMCP 钢表层的纳米压痕 SEM 像

Fig.11 SEM images of nanoindentations of surface layer of TRRP (a) and TMCP (b) steels

分别对 TRRP 钢和 TMCP 钢表层 40 个测点的纳米压痕硬度值进行统计，结果如图 12 所示。可见，2 种钢内都存在硬度范围从 0.5~6.5 GPa 的相，软硬相界面处容易形成裂纹。TRRP 钢的硬度分布集中在 2 GPa 以下，这与文献中提到的铁素体相硬度接近[26]，还有少量硬度在 2~7 GPa 之间，说明其显微组织的特征为少量的硬质相弥散分布在铁素体基体上，这使得裂纹在相界面萌生后不易在基体中扩展。而 TMCP 钢的硬度在 1~5 GPa 范围内较均匀的分布，基体相硬度较高，当裂纹在相界面处萌生后可以在基体中扩展，表现为钢的止裂能力偏低。图 13 为 TMCP 钢表层位置-140 ℃的 Charpy 冲击断口截面形貌，可见，有二次裂纹在 M-A 相与基体的界面处形成，并在基体中扩展。



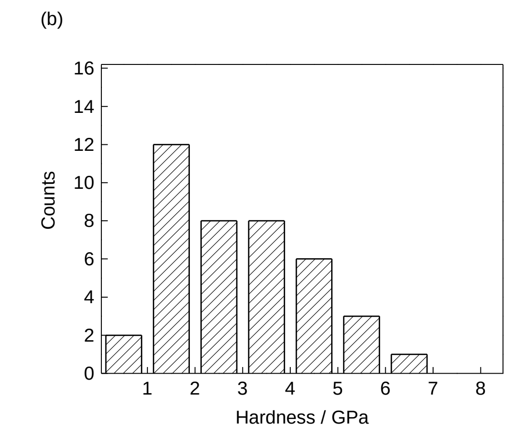


图 12 TRRP 钢和 TMCP 钢表层纳米压痕硬度统计分布图

Fig.12 Statistic of the nanoindentation hardness of surface layer of TRRP (a) and TMCP (b) steels

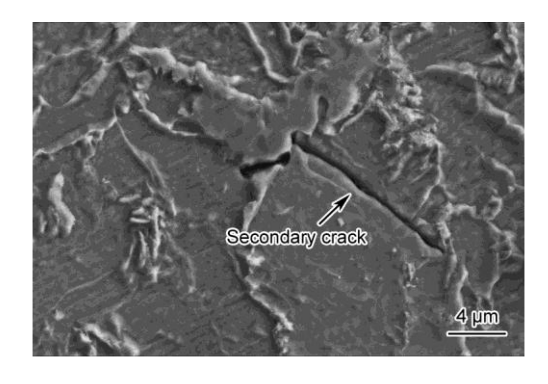


图 13 TMCP 钢-140 ℃ Charpy 冲击断口截面上的二次裂纹

Fig.13 Secondary crack in cross section of Charpy impacted fracture at -140 ℃ of TMCP steel

4 结论

(1) 采用 TRRP 工艺轧制的中厚板表层具有超细晶组织，超细晶组织由等轴状铁素体晶粒+弥散分布的 M-A 组元组成，晶粒等效直径约 2 μm。与 TMCP 钢相比，TRRP 钢表层的韧性更好，而在 *t*/4 处，两者性能差异不大。

(2) 数值模拟发现，TRRP 工艺下，中间坯冷却时表层一定深度的范围被冷却到了 T_{uf} 温度以下，发生相变，形成以贝氏体为主的组织，在随后的精轧过程中发生动态再结晶形成超细晶。

(3) 示波冲击实验表明，TRRP 钢表层试样启裂后，载荷-位移曲线斜率 k 由 0.66 降低到 0.27，与止裂相关的冲击吸收功达到 44.3 J，断面组织发生明显塑性变形，说明组织的塑形变形能够吸收裂纹扩展的能量，有效抑制裂纹的扩展。

(4) TRRP 钢表层的晶粒取向呈随机分布，平均晶界角度和大角度晶界分数分别达到为 32.8 °和 69.8%，硬度分布集中在 2 GPa 以下，组织特征为少量的硬质相弥散分布在较软的铁素体基体上，相界面处萌生的裂纹在基体中不易扩展。

参考文献

[1] Weng Y Q Yang C F , Shang C J. State of the art and development of HSLA steels in china [J]. Iron Steel, 2011, 46(9): 1

(翁余庆，杨才福，尚成嘉. 低合金钢在中国的发展现状与趋势 [J]. 钢铁, 2011, 46(9): 1)

[2] Komizo Y. Status & prospects of shipbuilding steels and its weldability [J]. Trans. JWRI, 2007, 36(1): 1

[3] Ishikawa T, Nomiyama Y, Yoshikawa H, et al. Ultra high crack arresting steel plate (HIAREST) with super-refined grains in surface layers [J]. Nippon Steel Tech. Report, 1997, 75(11): 31

[4] Yao L D, Li Z G ,Zhang P J. Research on ultra-fine grain and ultra-high toughness steels plate [J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2005, 26(1): 20

(姚连登，李自刚，张丕军. 超细晶粒及超高韧性厚板的研究 [J]. 钢铁钒钛, 2005, 26(1): 20)

[5] Mabuchi H, Hasegawa T, Ishikawa T. Metallurgical features of steel plates with ultra fine grains in surface layers and their formation mechanism [J]. ISIJ Int., 1999, 39: 477

[6] Zhao S X, Yao L D, Zhao X T. Development of heavy plate with ultra fine grained surface layer [J]. World Iron Steel, 2009, (5): 18

(赵四新，姚连登，赵小婷. 表层超细晶厚钢板的研制 [J]. 世界钢铁, 2009, (5): 18)

[7] Du H J, Li C, Zhao D W, et al. Development of Nb microalloyed low carbon steel plate with ultra-fine grains in surface layer [J]. J. Mech. Eng., 2011, 47(2): 58

(杜海军，栗 春，赵德文等. Nb 微合金低碳钢表层超细晶中厚板的研制 [J]. 机械工程学报, 2011, 47(2): 58)

[8] Ma J N, Yang C F, Wang R Z. Microstructure transformation and ferrtite dynamic recrystallization behavior of microalloyed steel during temperature-reversion deformation [J]. J. Mater. Eng., 2015, 43(11): 24

(马江南，杨才福，王瑞珍. 微合金钢返温变形时的组织转变和铁素体动态再结晶行为 [J]. 材料工程, 2015, 43(11): 24)

[9] Ishikawa T, Mabuchi H, Hasegwa T, et al. High crack arrestability-endowed steel plate with surface- layer of ultra fine grain microstructure [J]. Tetsu Hagane, 1999, 85(7): 44

[10] He Q Z, Li Z N. Engineering Fracture Mechanics [M]. Beijing: Beijing University of Aeronautics and Astronautics Press, 1993: 55

(何庆芝, 郦正能. 工程断裂力学. 北京: 北京航空航天大学出版社, 1993: 55)

[11] Ma J N, Yang C F, Wang R Z. Numerical simulation and experimental study on temperature field during temperature-reverting rolling process of heavy plate [J]. Trans. Mater. Heat Treatment., 2015, 36(3): 213

(马江南, 杨才福, 王瑞珍. 中厚板返温轧制温度场的数值模拟和试验研究 [J]. 材料热处理学报, 2015, 36(3): 213)

[12] Wang R Z, Lei T C. Dynamic recrystallization of ferrite in a low carbon steel during hot rolling in the (F+A) two-phase range [J]. Scri. Metall. Mater., 1994, 31: 1193

[13] Hales S J, Mcnelley T R. Microstructural evolution by continuous recrystallization in a superplastic Al-Mg alloy [J]. Acta Metall., 1988, 36: 1229

[14] Yang C F, Zhang Y Q, Liu T J. Low temperature impact fracture behavior of 10Ni5CrMoV steel [J]. Develop. Appli. Mater., 1997, 12(6): 2

(杨才福, 张永权, 刘天军. 10Ni5CrMoV 钢低温冲击断裂行为研究 [J]. 材料开发与应用, 1997, 12(6): 2)

[15] Liu D Y, Xu H, Yang K, et al. Effect of bainite /martensite mixed microstructure on the strength and toughness of low carbon alloy steels [J]. Acta Metall. Sin., 2004, 40: 882

(刘东雨, 徐 鸿, 杨 昆等. 贝氏体/马氏体复相组织对低碳合金钢强韧性的影响 [J]. 金属学报, 2004, 40: 882)

[16] Zhang Y Q, Liu T J, Yang C F. Effect of melting method on low temperature brittleness of steel 10CrSiNiCu [J]. J. Iron Steel Res., 1998, 10(5): 36

(张永权, 刘天军, 杨才福. 不同冶炼方法对 10CrSiNiCu 钢低温脆性的影响 [J]. 钢铁研究学报, 1998, 10(5): 36)

[17] Liu D S, Cheng B G, Luo M. Microstructure and impact fracture behavior of HAZ of F460 heavy ship plate with high strength and toughness [J]. Acta Metall. Sin., 2011, 47: 1233

(刘东升, 程炳贵, 罗 咪. F460 高强韧厚船板焊接热影响区的组织和冲击断裂行为 [J]. 金属学报, 2011, 47: 1233)

[18] Hashemi S H. Apportion of Charpy energy in API 5L grade X70 pipeline steel [J]. Int J Pres Ves Piping, 2008, 85: 879

[19] Deng W, Gao X H, Qin X M, et al. Impact fracture behavior of X80 steel [J]. Acta Metall. Sin., 2010, 46: 533

(邓 伟, 高秀华, 秦小梅等. X80 管线钢的冲击断裂行为 [J]. 金属学报, 2010, 46: 533)

[20] Liu D S, Cheng B G, Luo M. Effect of heat-treatment processes on microstructure and properties of a NV-F690 shipbuilding plate steel [J]. Trans. Mater. Heat Treat., 2011, 32(9): 125

(刘东升, 程丙贵, 罗 咪. 热处理工艺对 NV-F690 船板钢组织和性能的影响 [J]. 材料热处理学报, 2011, 32(9): 125)

[21] Yang P, Fu Y Z, Cui F E, et al. Orientational inspection of ferrite grains during stain enhanced transformation

in plain carbon steel Q235 [J]. Acta Metall. Sin., 2001, 37: 900

(杨 平, 傅云义, 崔凤娥等. Q235 碳素钢应变强化相变过程中铁素体晶粒取向分析 [J]. 金属学报, 2001, 37: 900)

[22] Lv Q G, Chen G N, Zhou J C, et al. Textures in hot rolled steel sheet [J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2001, 22(2): 1

(吕庆功, 陈光南, 周家琮等. 热轧钢板的织构 [J]. 钢铁钒钛, 2001, 22(2): 1)

[23] Liu D S , Cheng B G, Luo M. F460 heavy steel plate for offshore structure and shipbuilding produced by thermomechanical control process [J]. ISIJ Int., 2011, 51(4): 603

[24]Gao G H, Zhang H, Bai B Z. Effect of tempering temperature on low temperature impact toughness of a low carbon Mn-series bainite steel [J]. Acta Metall. Sin., 2011, 47: 513

(高古辉, 张 寒, 白秉哲. 回火温度对 Mn 系低碳贝氏体钢的低温韧性的影响 [J]. 金属学报, 2011, 47: 513)

[25] Liu D S, Cheng B G, Luo M. Microstructure and Mechanical Properties in Hot-Rolled Extra High-Yield-Strength Steel Plates for Offshore Structure and Shipbuilding [J]. Metall. Mater. Trans., 2011, 42A: 1349

[26] Liu Z X, Li D Z, Qiao G W. Investigation on deformation induced ferrite (a kind of martensite) transformation above Ae3 temperature in a low carbon steel [J]. Acta Metall. Sin., 2005, 41: 1127

(刘朝霞, 李殿中, 乔桂文. 低碳钢在 Ae3 温度之上的形变诱导铁素体(一种马氏体)的相变研究 [J]. 金属学报, 2005, 41: 1127)